

**WEST****End of Result Set**

Generate Collection

Print

L12: Entry 3 of 3

File: DWPI

Aug 15, 1995

DERWENT-ACC-NO: 1995-317873  
DERWENT-WEEK: 199541  
COPYRIGHT 2003 DERWENT INFORMATION LTD

TITLE: Mfr. of cold rolled steel sheet having good stretch flanging properties - by hot and cold rolling, annealing, and tempering a specified steel compsn. having a specific transgranular cementite density.

PRIORITY-DATA: 1994JP-0010020 (January 31, 1994)

## PATENT-FAMILY:

PUB-NO	PUB-DATE	LANGUAGE	PAGES	MAIN-IPC
JP 07216501 A	August 15, 1995		006	C22C038/00

INT-CL (IPC): C21 D 8/02; C22 C 38/06

ABSTRACTED-PUB-NO: JP 07216501A

## BASIC-ABSTRACT:

A cold rolled steel sheet is obtd. by treating steel comprising (by wt.) 0.01-0.04% C, 0.005-0.4% Si, 0.05-0.30% Mn, 0.004-0.13% P, 0.003-0.02% S, 0.015-0.15% Al, not more than 0.0040% N, and balance Fe and incidental impurities with processes including hot rolling, cold rolling, continuous annealing, and temper rolling. Transgranular cementite density: P content 0.5x10<sup>5</sup> (1+1.2Cp), bore expansion ratio is 2.1, and bake hardenability is 30-80 MPa. It is mfd. by continuous annealing, having strength level of 30-80 MPa.

USE - For panels of cars, and domestic appliances.

ABSTRACTED-PUB-NO: JP 07216501A

## EQUIVALENT-ABSTRACTS:

CHOSEN-DRAWING: Dwg.0/2

(19)日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11)特許出願公開番号

特開平7-216501

(43)公開日 平成7年(1995)8月15日

(51)Int.Cl.<sup>6</sup>

C22C 38/00

38/06

// C21D 8/02

識別記号 庁内整理番号

301 R

A 7217-4K

FI

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数2 OL (全6頁)

(21)出願番号 特願平6-10020

(22)出願日 平成6年(1994)1月31日

(71)出願人 000006855

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 潮田 浩作

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式  
会社君津製鐵所内

(72)発明者 石井 良男

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式  
会社君津製鐵所内

(72)発明者 手塚 誠

千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式  
会社君津製鐵所内

(74)代理人 弁理士 田村 弘明 (外1名)

最終頁に続く

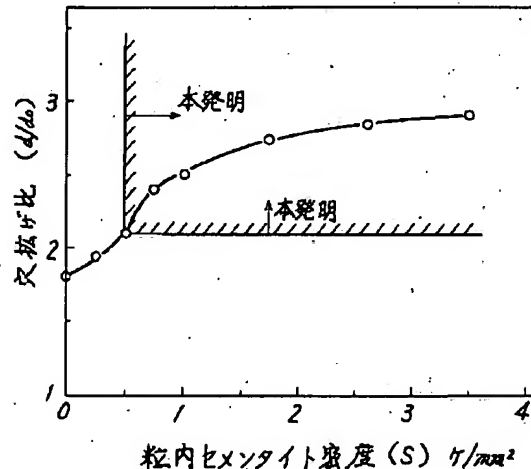
(54)【発明の名称】 優れた伸びフランジ性と安定した塗装焼付け硬化性を有する連続焼鈍によって製造された冷延鋼板

(57)【要約】

【目的】 本発明は、優れた伸びフランジ性と安定した塗装焼付け硬化性を有する冷延鋼板を提供するものである。

【構成】 低炭素A1キルド鋼を素材に連続焼鈍により製造された強度レベルが300~450MPa級の冷延鋼板に、P量との関係で適量以上の粒内セメンタイト密度を導入することにより、優れた伸びフランジ性( $d/d_0$ )と安定したBH性を付与することができる。

【効果】 本発明によれば、従来材より安価に優れた伸びフランジ性と安定したBH性を有する冷延鋼板を提供できるので、自動車や家電製品の部品として好適であり、板厚の減少が可能となるので、その工業的意義は極めて大きい。



## 【特許請求の範囲】

## 【請求項1】 重量%で、

C : 0.01~0.04%、

Si : 0.005~0.4%、

Mn : 0.05~0.30%、

P : 0.004~0.13%、

S : 0.003~0.02%、

Al : 0.015~0.15%、

N : 0.0040%以下を含有し、残部はFeと実質的に不可避の不純物からなる鋼を、通常熱間圧延、冷間圧延、連続焼鈍、調質圧延を含む工程で処理して得た鋼板であって、粒内セメンタイト密度( $\rho$ ,  $\text{ケ/mm}^2$ )がP濃度( $C_P$ )との関係で次式、 $\rho (\text{ケ/mm}^2) \geq 0.5 \times 10^5 (1 + 1.2 \times C_P)$  のようになり、穴抜け比( $d/d_0$ )が2:1以上の優れた伸びフランジ性を持ち、30~80MPaの塗装焼付け硬化性を安定的に有する連続焼鈍によって製造された強度レベルが300~450MPa級の冷延鋼板。

10

$\rho (\text{ケ/mm}^2) \geq 0.5 \times 10^5 (1 + 1.2 \times C_P)$  のようになり、穴抜け比( $d/d_0$ )が2:1以上の優れた伸びフランジ性を持ち、30~80MPaの塗装焼付け硬化性を安定的に有する連続焼鈍によって製造された強度レベルが300~450MPa級の冷延鋼板。

## 【請求項2】 重量%で、

C : 0.01~0.04%、

Si : 0.005~0.4%、

Mn : 0.05~0.30%、

P : 0.004~0.13%、

S : 0.003~0.02%、

Al : 0.015~0.15%、

B : 0.0002~0.0020%、

N : 0.0040%以下を含有し、残部はFeと実質的に不可避の不純物からなる鋼を、通常熱間圧延、冷間圧延、連続焼鈍、調質圧延を含む工程で処理して得た鋼板であって、粒内セメンタイト密度( $\rho$ ,  $\text{ケ/mm}^2$ )がP濃度( $C_P$ )との関係で次式、 $\rho (\text{ケ/mm}^2) \geq 0.5 \times 10^5 (1 + 1.2 \times C_P)$  のようになり、穴抜け比( $d/d_0$ )が2:1以上の優れた伸びフランジ性を持ち、30~80MPaの塗装焼付け硬化性を安定的に有する連続焼鈍によって製造された強度レベルが300~450MPa級の冷延鋼板。

30

$\rho (\text{ケ/mm}^2) \geq 0.5 \times 10^5 (1 + 1.2 \times C_P)$  のようになり、穴抜け比( $d/d_0$ )が2:1以上の優れた伸びフランジ性を持ち、30~80MPaの塗装焼付け硬化性を安定的に有する連続焼鈍によって製造された強度レベルが300~450MPa級の冷延鋼板。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、通常の低炭素Alキルド鋼を用いて、優れた穴抜け性と、安定した塗装焼付け硬化性(以下BH性と称する)を有する、連続焼鈍によって製造された強度レベルが300~450MPa級の高強度冷延鋼板に係わる。

## 【0002】

【従来の技術】連続焼鈍による強度レベルが300~450MPa級の冷延鋼板の製造は、低炭素Alキルド鋼を用いる方法と極低炭素鋼を用いる方法がある。また焼鈍方法についても、箱型焼鈍法と連続焼鈍法がある。さらに、高強度化するために、Pを中心にSi、Mnなどの固溶体強化元素を添加するのが通例である。

【0003】これらの鋼板は、主に自動車や家電製品のパネルに使用されるので、優れた加工性が要求される。部品により変形様式が異なるので、要求される加工特性もそれに応じて変化するが、打ち抜かれた穴などを拡大する伸びフランジ成形が重要となる場合がある。冷延鋼板の伸びフランジ性については、従来ほとんど検討されていないが、セメントタイトなどの析出物が伸びフランジ成形時のクラックの起点となるので、一般的にはC量を著しく低下させた極低炭素鋼が優れることがよく知られている。

【0004】一方、塗装焼付け後の強度を上昇させる手法として、CやNの歪時効強化を利用したBH冷延鋼板がよく知られている。しかし、CやNをTi、Nbで固定した極低炭素鋼にBH性を付与することは基本的に不可能である。またC、Nに対する化学量論比以下のTi、Nbの添加やTiCやNbCの高温焼鈍による再溶解を狙った方法が知られている。しかし、これらの方法では安定的にBH性を得るには狭レンジでの成分適中や著しい高温焼鈍が前提になっており、必ずしも容易でなく多くの課題が残っている。

## 【0005】

【発明が解決しようとする課題】本発明が解決しようとする課題は、上に述べたように溶製コストの高い極低炭素鋼に依存せず、低炭素Alキルド鋼を用いて連続焼鈍した冷延鋼板の、1)伸びフランジ性を改善すること、2)安定したBH性を付与することにある。

## 【0006】

【課題を解決するための手段】本発明は、上記の課題を有利に解決するものであって、重量%で、C : 0.01~0.04%、Si : 0.005~0.4%、Mn : 0.05~0.30%、P : 0.004~0.13%、S : 0.003~0.02%、Al : 0.015~0.15%、N : 0.0040%以下、必要に応じてB : 0.0002~0.0020%を含有し、残部はFeと実質的に不可避の不純物からなる鋼を、通常熱間圧延、冷間圧延、連続焼鈍、調質圧延を含む工程で処理して得た鋼板であって、粒内セメンタイト密度( $\rho$ ,  $\text{ケ/mm}^2$ )がP濃度( $C_P$ )との関係で次式、

40  $\rho (\text{ケ/mm}^2) \geq 0.5 \times 10^5 (1 + 1.2 \times C_P)$  のようになり、穴抜け比( $d/d_0$ )が2:1以上の優れた伸びフランジ性を持ち、30~80MPaの塗装焼付け硬化性を安定的に有する連続焼鈍によって製造された強度レベルが300~450MPa級の冷延鋼板である。

【0007】以下、本発明を詳細に説明する。まず、成分元素の数値限定理由について述べる。

C : Cの下限が0.01%にあるのは、時効性の観点から決まる。すなわち、0.01%未満では、Cの過飽和度が不足するため連続焼鈍の過時効中の炭化物析出が不十分である。一方、0.04%超では、十分な張り出し

性、深絞り性などの加工性が得られない。

【0008】Si: 0.005~0.4%とする。0.005%未満にするには著しいコスト上昇を招き、また0.4%以上では化成処理性が劣化する。

Mn: Mnは添加量が少ないほど、深絞り性が向上するが、0.05%未満になると通常のS量の場合には、熱間脆化を引き起こす。また、0.30%超では深絞り性が劣化する。

【0009】P: Pは効率的にフェライトを固溶体強化する元素として知られており、本願発明の目的とする引張強度が300~450MPa級の冷延鋼板を得るには、0.004~0.13%とする。0.004%未満とするには溶製コストが上昇する問題がある。一方、0.13%超では、所望とする強度レベル以上の強度となり、また加工性やスポット溶接性が著しく低下する。

S: Sは熱間脆化および製品の加工性の観点から、上限を0.020%とする。また0.005%未満では、粒内に析出するセメンタイトの核としてのMnS密度が減少しすぎ、所望の穴拡張比およびBH性を達成することができない。

【0010】Al: Al量が0.015%未満では脱酸が不十分となる場合が発生し、一方0.15%超では加工性が劣化する。

N: 少量ほど好ましい。また、0.0040%超となると、加工性が著しく劣化する。

\* B: Pを添加した高強度鋼板の二次加工性を確保するために必要に応じて添加するが、0.0002%未満では効果が認め難く、0.0020%超では加工性を著しく害し、さらにスラブ割れなども引き起こす。

【0011】次に、伸びフランジ性について述べる。伸びフランジ性は、打ち抜き穴拡張試験における穴拡張比( $d/d_0$ )で評価した。この方法は、KWI法と呼ばれているものであり、一辺が80mmの鋼板に、直径12mmのパンチと板厚の10%のクリアランス(片側)を持たせたダイスにより直径 $d_0$ の穴を打ち抜いたものを穴拡張試験の試料とした。穴拡張試験は、プレス試験機にて上記の試験片の打ち抜き穴を打ち抜き穴のバリのない面から直径40mmの円筒パンチで押し上げ(この際、押し上げ部への材料流入がないようにフランジ部には十分のしめ押えをかける)、クラックが板厚を貫通する時点で止めることとし、この時の穴径( $d$ )と元の穴径( $d_0$ )との比( $d/d_0$ )を穴拡張比とした。

【0012】強度レベルが300MPa級の冷延鋼板における $d/d_0$ と粒内セメンタイト密度( $\rho$ )との関係、図面に基いて述べる。表1に示した成分、熱延、冷延条件の実機冷延板を素材に、図1に示す連続焼鈍のシミュレーションを実験室で行い種々の $\rho$ を有する材料を作製した。

【0013】

【表1】

化 学 成 分 (%)							SRT	FT	CT	CR	板厚
C	Si	Mn	P	S	Al	N	(℃)	(℃)	(℃)	(%)	(mm)
0.022	0.013	0.18	0.008	0.005	0.057	0.0018	1150	930	710	81	0.75

SRT: スラブ加熱温度、 FT: 熱延仕上温度、  
CT: 熱延巻取温度、 CR: 冷延圧下率

【0014】すなわち、図1で $T_E$ を低下させると $\rho$ が増加する。調質圧延(圧下率: 1.2%)の後、上記評価方法にて $d/d_0$ を測定した。また、 $\rho$ は10000倍の抽出レプリカ電子顕微鏡写真を用いて決定した。図2に、 $d/d_0$ と $\rho$ との関係を示す。粒内セメンタイト密度の増加とともに、穴拡張比が向上することが初めて明らかとなった。そして、本発明のように、 $\rho$ が $0.5 \times 10^5$  ケ/mm<sup>2</sup>以上となると、後の実施例で示した比※

$$\rho (\text{ケ/mm}^2) \geq 0.5 \times 10^5 (1 + 1.2 \times C_P) \quad (1)$$

ここで、 $C_P$  (wt%)はP量を表す。

【0015】このように、粒内セメンタイトの存在により、穴拡張性が向上する理由は、次のように考えられる。粒内にセメンタイトが均一に存在する場合には、箱型焼鈍した低炭素A1キルド冷延鋼板においてセメンタイトが結晶粒界に存在する場合と異なり、1) 打ち抜き時にマイクロクラックが粒界セメンタイトに特定されずに均一に発生する、2) 穴拡張試験時のクラックの進展も均一に進行する、ためと推察される。また、P量が増加すると、延性が劣化するので、一般的には伸びフラン★50

※ 較材として用いた従来の極低炭素冷延鋼板の $d/d_0$  ( $=2.1$ )と同等以上であり、箱型焼鈍した低炭素A1キルド鋼より著しく良好となることがわかる。表2に示したPを添加した高強度冷延鋼板についても、表1の0.008%P材と全く同様の実験を行った。その結果、 $d/d_0$ は、 $\rho$ とともに向上するが、その限界の密度は、P量とともに増加し、次式(1)のように表されることが判明した。

★ 延性が低下する。従って、その分粒内セメンタイト密度を増加させる必要がある。

【0016】BH量は、よく知られているように、固溶C量で一義的に決定される。低炭素A1キルド鋼を用いて図1のような熱処理をとると所望の固溶C量を安定的に得ることが可能である。特開平2-225644号公報記載の発明によれば、図1の熱処理条件の中で、特に急冷冷却速度(CR)、終点温度( $T_E$ )、過時効時間( $t_{0A}$ )を変化させることにより、容易に所望の固溶C量を安定的に得ることが可能である。本発明では、目標

5

とするBH量は30～80MPaの範囲とする。ここで、BH量は、2%の引張予歪を付加した後、170℃-20minの熱処理を加え引張試験を再び行った時の、熱処理前後での変形応力（上降伏応力）の差である。BH量が30MPa未満は、塗装焼付け硬化鋼板としてその硬化量が少なすぎる。一方、BH量が80MPa超となると冷延鋼板を製造してからプレス成形するまでの間の成形性の劣化が激しい。次に、本発明が箱型焼鈍A1キルド鋼、IF鋼と比較して如何に有用かを実施例にて説明する。

## 【0017】

【実施例】既に述べた表2に示す化学成分を有する鋼を出鋼し、連続焼鈍にてスラブとした後1140℃に加熱し、仕上温度が925℃、板厚が4mmとなるように熱間圧延を行い、続いてROTで平均冷却速度が25℃/sとなる冷却を行い、その後710℃で巻き取った。酸洗後0.75mm厚まで冷間圧延を行い、続いて連続焼鈍を行った。連続焼鈍条件は、焼鈍温度：810℃、均熱：5\*

6

\*0s、最初の徐冷：680℃まで5.5℃/sで冷却、急冷：260℃まで90℃/sで冷却、再加熱条件：340℃まで30℃/sで加熱、過時効条件：終了温度の270℃まで過時効時間を200sとして冷却した。その後、1.2%の圧下率で調質圧延を行い試験に供した。

【0018】調質圧延後に引張および穴抜け試験を行った。引張試験は、JIS Z2201、5号試験片を用い同Z2241記載の方法に従って行った。穴抜け試験は、既に述べた方法で評価した。また、BH、粒内セメント密度も求めた。BHおよび粒内セメントの評価方法は既に述べたものである。

【0019】さらに、比較のために、現在大量に製造されている鋼FとGを表2に加えた。鋼Fは、連続焼鈍によって製造されたTi添加極低碳素冷延鋼板であり、鋼Gは箱型焼鈍によって製造された低碳素A1キルド冷延鋼板である。試験結果を、表3に示す。

## 【0020】

## 【表2】

鋼	化学成分（％）							備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	
A	0.018	0.01	0.10	0.012	0.005	0.057	0.0018	本発明
B	0.018	0.01	0.12	0.035	0.007	0.043	0.0022	本発明
C	0.021	0.10	0.18	0.067	0.010	0.055	0.0019	本発明
D	0.024	0.01	0.12	0.090	0.006	0.050	0.0020	本発明
E	0.031	0.01	0.18	0.121	0.012	0.041	0.0015	本発明
F	0.0028	0.12	0.13	0.011	0.009	0.041	0.0018	比較例
G	0.042	0.12	0.20	0.015	0.012	0.045	0.0035	比較例

## 【0021】

## ※ ※【表3】

鋼	YP MPa	TS MPa	EL %		$d/d_0$ MPa	BH	$\rho$ g/mm <sup>3</sup>	(1)式 右辺	備考
A	178	314	46	1.82	2.45	42	$3.5 \times 10^{-4}$	0.51	本発明
B	201	336	44	1.78	2.35	44	$3.2 \times 10^{-4}$	0.52	本発明
C	215	365	42	1.74	2.25	55	$3.0 \times 10^{-4}$	0.54	本発明
D	248	391	38	1.71	2.20	64	$2.0 \times 10^{-4}$	0.55	本発明
E	285	430	35	1.53	2.10	79	$0.8 \times 10^{-4}$	0.57	本発明
F	145	301	48	1.85	2.35	0	0	0.51	比較例
G	175	329	45	1.65	1.90	0	0	0.51	比較例

【0022】この表から明らかなように、本発明に従った鋼A、B、C、D、Eは、比較材の連続焼鈍極低炭素冷延鋼板（鋼F）の $d/d_0$ とほぼ同等で箱型焼鈍極低炭素A1キルド冷延鋼板（鋼G）より優れることがわかる。さらに、極低炭素冷延鋼板や箱型焼鈍極低炭素A1キルド冷延鋼板では極めて困難なBH性を安定的に有する特長がある。また、本発明材は、その他の引張特性値においても優れることがわかる。

【0023】

【発明の効果】本発明が開示した強度レベルが300～450MPa級の冷延鋼板は、従来の溶製コストが著しく高い極低炭素冷延鋼板と同等以上の穴抜け性を有し、極低炭素冷延鋼板では困難な安定したBH性を有する。また、従来の箱型焼鈍極低炭素A1キルド冷延鋼板より優れ\*

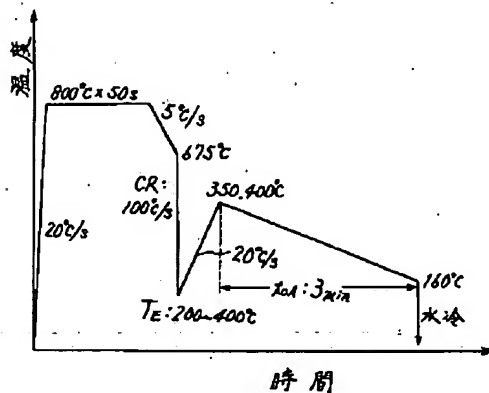
20\*た穴抜け性を有し、より安定して高BH性を持つ。本発明は、このように従来の冷延鋼板の欠点を基本的に改善したものである。本発明の冷延鋼板は、自動車や電気製品などのパネルやフレームなどの部品、さらには自動車の足廻りなどの部品として好適であり、その板厚の低減を可能にするものである。また、電気亜鉛メッキなどの各種表面処理鋼板の原板としても好適であり、産業上極めて大きな効果を発するものと期待される。

【図面の簡単な説明】

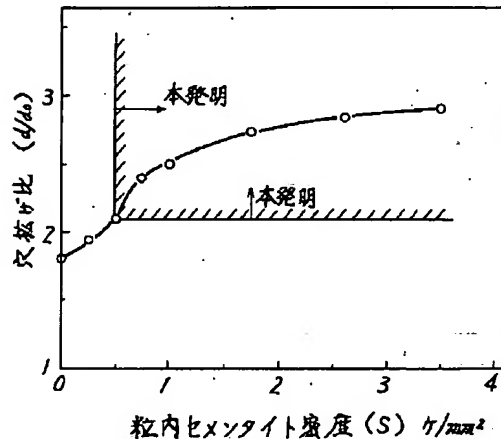
【図1】粒内セメントナイト密度を変化させるための熱処理条件を示す。

【図2】粒内炭化物密度と穴抜け比（ $d/d_0$ ）との関係を示す。

【図1】



【図2】



フロントページの続き

(72)発明者 上田 敏澄  
千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式  
会社君津製鐵所内

(72)発明者 木村 徳俊  
千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式  
会社君津製鐵所内